

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 09-087796  
(43)Date of publication of application : 31.03.1997

---

(51)Int.Cl.

C22C 37/04  
C22C 37/06  
F01N 7/06  
F02B 39/00

---

(21)Application number : 07-246489

(71)Applicant : HITACHI METALS LTD  
NISSAN MOTOR CO LTD

(22)Date of filing : 25.09.1995

(72)Inventor : IMAIZUMI MAKOTO  
AKIYAMA KOICHI

---

**(54) HEAT RESISTANT SPHEROIDAL GRAPHITE CAST IRON**

(57)Abstract:

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To provide a heat resistant spheroidal graphite cast iron excellent in oxidation resistance and resistance to heat crack under the conditions to be repeatedly exposed to a high temp.

**SOLUTION:** This material is a heat resistant spheroidal graphite cast iron for exhaust system parts for automobile engine, which has a composition consisting of, by weight ratio, 2.7–3.2% C, 4.4–5.0% Si, ≤0.6% Mn, 0.5–1.0% Cr, 0.1–1.0% Ni, ≤1.0% Mo, ≤0.1% spheroidizing agent, and the balance essentially Fe and also has a matrix structure composed essentially of ferritic phases and in which graphite is spheroidized and excellent oxidation resistance and resistance to heat crack are obtained.

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平9-87796

(43)公開日 平成9年(1997)3月31日

(51)Int.Cl.<sup>6</sup>

C 22 C 37/04

37/06

F 01 N 7/06

F 02 B 39/00

識別記号

庁内整理番号

F I

C 22 C 37/04

37/06

F 01 N 7/06

F 02 B 39/00

技術表示箇所

Z

U

審査請求 未請求 請求項の数2 OL (全 6 頁)

(21)出願番号 特願平7-246489

(22)出願日 平成7年(1995)9月25日

(71)出願人 000005083

日立金属株式会社

東京都千代田区丸の内2丁目1番2号

(71)出願人 000003997

日産自動車株式会社

神奈川県横浜市神奈川区宝町2番地

(72)発明者 今泉 誠

栃木県真岡市鬼怒ヶ丘11番地 日立金属株式会社素材研究所内

(72)発明者 秋山 耕一

神奈川県横浜市神奈川区宝町2番地 日産自動車株式会社内

(74)代理人 弁理士 本間 崇

(54)【発明の名称】 耐熱球状黒鉛鋳鉄

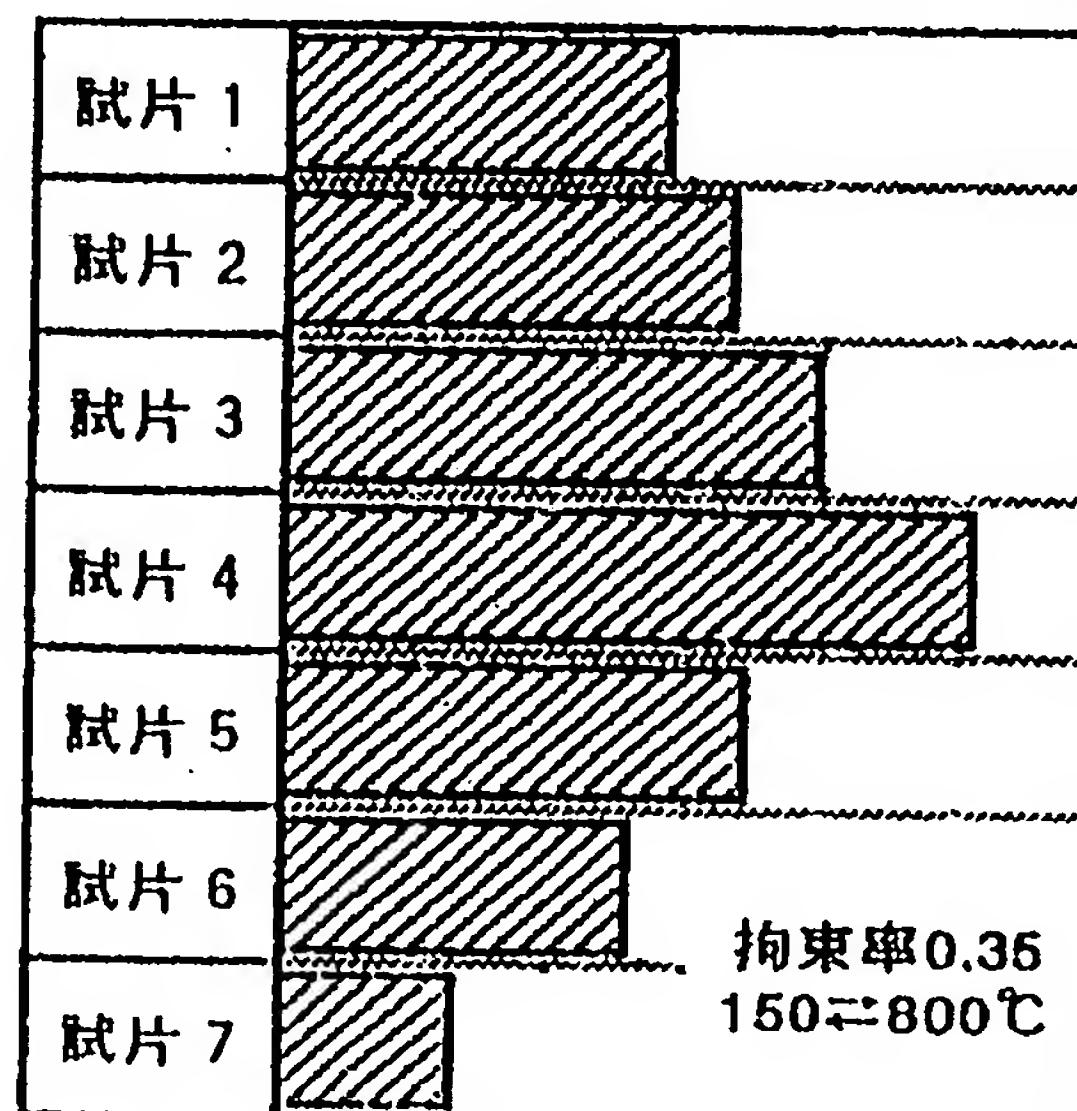
(57)【要約】

【課題】 繰り返し高温にさらされる条件下で耐酸化性、耐熱亀裂性に優れたターボチャージャーハウジングやエキゾーストマニホールドを安価に得ることができる、耐熱球状黒鉛鋳鉄を提供することである。

【解決手段】 重量比でC 2.7~3.2%、Si 4.4~5.0%、Mn 0.6%以下、Cr 0.5~1.0%、Ni 0.1~1.0%、Mo 1.0%以下、球状化処理剤0.1%以下、残部実質的にFeよりなり、基地組織がフェライト相主体で、黒鉛が球状化しており、耐酸化性、耐熱亀裂性に優れた自動車用エンジンの排気系部品用の耐熱球状黒鉛鋳鉄である。

ペンド管の熱疲労寿命(回)

0 200 400 600



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量比でC 2. 7~3. 2%、Si 4. 4~5. 0%、Mn 0. 6%以下、Cr 0. 5~1. 0%、Ni 0. 1~1. 0%、Mo 1. 0%以下、球状化処理剤0. 1%以下、残部実質的にFeよりなる耐酸化性、耐熱亀裂性に優れた自動車用エンジンの排気系部品用の耐熱球状黒鉛鋳鉄。

【請求項2】 基地組織をフェライト相主体とし、黒鉛が球状化していることを特徴とする請求項1記載の組成の耐酸化性、耐熱亀裂性に優れた自動車用エンジンの排気系部品用の耐熱球状黒鉛鋳鉄。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は繰り返し高温にさらされる使用条件で、耐酸化性、耐熱亀裂性に優れた耐熱球状黒鉛鋳鉄の改良に関するものである。本発明は例えば自動車用エンジンの排気系部品であるターボチャージャーハウジング、エキゾーストマニホールドなどに利用することができる。

## 【0002】

【従来の技術】 例えば、自動車用エンジンの排気系部品としてターボチャージャーハウジング、エキゾーストマニホールドがある。これらの部品は排気ガスにより繰り返し高温にさらされるため高い耐酸化性、耐熱亀裂性が要求されている。そこで従来のターボチャージャーハウジングやエキゾーストマニホールドにはSiを4%前後に増量して耐酸化性を改善した高Si球状黒鉛鋳鉄（例えば特公昭60-53736号公報、特公昭60-17819号公報等）が主に使用されている。

【0003】 ところで近年のエンジンの高性能化および各国の環境規制に伴い、現状より更に排気ガス温度が上昇し、そのため排気系部品に一層の耐酸化性、耐熱亀裂性が要求され始めている。これらの要求に対応するためNiを20~35%添加したオーステナイト球状黒鉛鋳鉄、あるいはCrを18%以上添加したフェライト系またはCrを18%以上、Niを8%以上添加したオーステナイト系のステンレス鋳鋼やステンレス鋼管によって製作されたターボチャージャーハウジング、エキゾーストマニホールドが増加している。

## 【0004】

【発明が解決しようとする課題】 従来の高Si球状黒鉛鋳鉄は製造が容易で、安価に得ることが可能であるが、耐酸化性、耐熱亀裂性に限界があり、排気ガスの高温化に対応することが出来ない。また、より高温の条件に対応が可能なオーステナイト球状黒鉛鋳鉄、ステンレス鋳鋼あるいはステンレス鋼管等の材質はNi、Crなどの金属を大量に添加するため高価であり、鋳造や溶接に関して難易度の高い製造技術を必要とする。さらに材質は難削材となり加工に関して高度の技術を要し、コストアップの要因となる。本発明は上記した実情に鑑みなさ

れたものであり、その目的は繰り返し高温にさらされる条件下で耐酸化性、耐熱亀裂性に優れたターボチャージャーハウジングやエキゾーストマニホールドを安価に得ることができる、耐熱球状黒鉛鋳鉄を提供することにある。

## 【0005】

【課題を解決するための手段】 本発明に係わる耐熱球状黒鉛鋳鉄は重量比で、C 2. 7~3. 2%、Si 4. 4~5. 0%、Mn 0. 6%以下、Cr 0. 5~1. 0%、Ni 0. 1~1. 0%、Mo 1. 0%以下、残部実質的にFeよりなり、Mg、Ca、Ce等の黒鉛球状化剤を、処理終了後に0. 1%以下となるように計量添加して黒鉛球状化処理を行なったものである。

【0006】 また本発明においては、図1に示す熱処理の温度条件に基づいて熱処理を行うことにより、基地組織をフェライト相主体にしている。すなわち、図1において、製品を930°Cに保持することにより、基地組織中のバーライト相を形成するセメンタイトを分解してオーステナイト化し、熱処理炉内で徐冷して720°Cで保持することによりフェライト相の生成を促す。この熱処理により基地組織をフェライト相を主体とすることが可能となる。基地組織をフェライト相主体とする効果として、耐熱亀裂性、高温での寸法安定性、被削性に有利となる点が挙げられる。

【0007】 この構成とすることにより、本発明の耐熱球状黒鉛鋳鉄は、従来の高Si球状黒鉛鋳鉄よりも優れた耐酸化性、耐熱亀裂性を示し、従来の高Si球状黒鉛鋳鉄熱と同等の鋳造性、被削性を確保できるため、極めて実用的価値大である。以下、本発明による耐熱球状黒鉛鋳鉄の成分範囲（重量%）の限定理由について説明する。

## 【0008】 C（炭素）：2. 7~3. 2%

CはSiと共に鋳鉄において重要な成分であり、一般的な球状黒鉛鋳鉄ではC 3. 5%、Si 2. 5%が標準的な組成である。本発明では後述するようにSi含有量を高く設定するため、以下に従ってC含有量を決定した。即ち、C含有量は炭素当量CE = C% + 0. 31Si% = 4. 3~4. 5を満足するため、2. 7~3. 2%を目標とする。その理由として、CE値が4. 3未満では亜共晶組成となり、ピンホール欠陥が発生し易く、またCE値が4. 5を越えると過共晶組成になり過ぎ、カーボンドロス（黒鉛の偏析）が発生し易くなる。そのため、2. 7~3. 2%にC含有量の範囲を設定する。

## 【0009】 Si（けい素）：4. 4~5. 0%

SiはCと共に鋳鉄において重要な成分であり、Cの黒鉛化、基地のフェライト化に効果がある。一般的な球状黒鉛鋳鉄ではC 3. 5%、Si 2. 5%が標準的な組成である。また高いSi球状黒鉛鋳鉄では耐酸化性を向上する目的で4. 0%前後添加される。本発明では従来の高Si球状黒鉛鋳鉄より、更に耐酸化性を向上させる目

的でSi含有量の下限を4.4%とする。また、Si含有量が過多であると材質が脆くなる弊害が発生するため上限を5.0%とする。

【0010】Mn(マンガン) : 0.6%以下

Mnは材料に不可避的に含まれるSをMnSの形で固定化して影響を除外するため、球状黒鉛鋳鉄の製造に必要不可欠な元素であるが、同時に基地のバーライト化を促進して耐熱亀裂性を低下させるため、その上限を0.6%とする。さらに好ましくは0.4%以下の成分範囲とする。

【0011】Cr(クロム) : 0.5~1.0%

Crは一般的な球状黒鉛鋳鉄では添加を行なわないが、例えば高温使用を目的として耐酸化性および高温強度向上のため使用される場合がある。またステンレス鋳鋼、ステンレス鋼管にはフェライト系、オーステナイト系共に18%以上添加されるが、炭化物の発生で铸造性や被削性を低下させる要因となる。本発明では耐酸化性の向上およびフェライト基地の強化による耐熱亀裂性向上を目的とし、0.5%以上添加する。但しその添加量が多くなり過ぎると、炭化物の増加などにより硬度が高くなつて被削性を損なう弊害が発生するため上限を1.0%とする。

【0012】Ni(ニッケル) : 0.1~1.0%

Niの効果としては基地のオーステナイト化、高温における引張強さ、耐力の強化が挙げられ、例えばニレジスト鋳鉄の製造に20~35%、オーステナイト系ステンレス鋳鋼に10~20%程度の割合で添加されるが、高価な金属であるため、これらの材料のコストアップの要因となっている。本発明では高温における引張強さ、耐力の強化により耐熱亀裂性を向上する目的で0.1%以上添加する。但しその添加量が多くなり過ぎると、基地のバーライト化傾向が強くなるため上限を1.0%とする。また添加が少量であるため、コストアップ要因とはならない。

【0013】Mo(モリブデン) : 1.0%以下

MoはNiと同様に高温における引張強さ、耐力を強化して耐熱亀裂性を向上する目的で添加することができる。但しその添加量が多くなり過ぎると、炭化物の増加などにより、硬度が高くなつて被削性を損なう弊害が発生するため上限を1.0%とする。

【0014】球状化処理剤 : 0.1%以下

球状化処理剤としては、Mg(マグネシウム)、Ca(カルシウム)、Ce(セリウム)等を用いることができるが、例えばMgの場合、含有量が多すぎると炭化物の発生やドロス(酸化物の巻き込み)欠陥の発生が見られるため、黒鉛球状化処理後の含有量が0.1%以下となるように、歩留まりを計算して用いることが望ましい。

【0015】P(リン) : 0.1%以下

Pが多いとFeとPの化合物が析出して機械的性質を低

下させるため、0.1%以下とするのが望ましい。

【0016】S(イオウ) : 0.04%以下

球状黒鉛鋳鉄においてSが多いと黒鉛の球状化を著しく阻害するため、0.04%以下とするのが望ましい。

【0017】

【発明の実施の形態】以下、本発明の耐熱球状黒鉛鋳鉄の実施の形態について、実施例に基づき比較材と共に説明する。

【0018】

10 【実施例】まず、原材料となる鋼板屑または球状黒鉛鋳鉄の戻り屑を、300kg高周波誘導炉を用いて溶解温度1500°Cで溶解し、更にFe-Si、Fe-Cr、Fe-Moの各合金とNi地金を用いて成分調整を行なった。次に鋼板屑によるカバー材と共にFe-Si-Mg合金を設置した取鍋内に溶湯を注入してサンドイッチ法による球状化処理を行なった。そして球状化処理の反応が停止後、直ちにYブロック鋳型に注湯を行なった。この際、取鍋内あるいは注湯の流れ中にFe-Si合金粉末を添加して接種を行なった。以上の铸造作業により、表1に示す組成を有する本発明に係わる試片No.1~6並びに比較材としての試片7(従来の高Si球状黒鉛鋳鉄)を得た。以上の試片1~7は、図1に示す温度パターンによって熱処理され、フェライト相化された基地組織を得た後に、所定の形状に加工され試験に供された。

20 【0019】表1においてバーライト率は、黒鉛を除くマトリックス組織全体を100%としたときバーライト相が組織に占める面積比を示し、組織の残部はフェライト相となる。表1の結果から見ると、本発明材である試片No.1~6のバーライト率は従来の高Si球状黒鉛鋳鉄(試片No.7)と同等かやや高い程度であり、基地組織のフェライト相化に問題はない。また、本発明材である試片No.1~6のブリネル硬度は、従来の高Si球状黒鉛鋳鉄と同等かやや高い程度であり被削性は同等である。

30 【0020】また図2の(A)~(F)に本発明材である試片No.1~6の断面組織写真(倍率:400倍)を示す。図3の(G)に表1に示す比較材としての試片No.7(公知の高Si球状黒鉛鋳鉄相当材)の断面組織写真(倍率:400倍)を示す。図2と図3に示す断面組織写真において、黒色球状のものは黒鉛、白色部分はフェライト相、縞状部分はバーライト層である。本発明材である試片No.1~6の基地組織は、比較材である試片No.7と同様にフェライト相を主体とすることは図の写真から明らかである。表1に示す本発明材としての試片No.1~3は比較材としての試片No.7(公知の高Si球状黒鉛鋳鉄相当材)に、Cの減量とSiの增量およびCr、Niの添加、Moの減量を行なつたものであり、試片No.4は比較材としての試片No.7にCの減量とSiの增量およびCr、Niの添加

を行なったものである。さらに、試片No. 5、6は比較材としての試片No. 7にCの減量とSiの增量およびCr、Niの添加、Moの增量を行なったものであ

\*る。

【0021】

【表1】

試片 No.	化 学 成 分 (重量%)									硬度 (HB)	球状化率 (%)	バーライト率 (%)
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	Mg			
1	3.06	4.62	0.32	0.53	0.14	0.02	0.020	0.005	0.045	235	78.9	11.4
2	2.95	4.48	0.33	0.94	0.15	0.02	0.022	0.005	0.044	241	77.3	22.1
3	3.08	4.40	0.35	0.53	0.48	0.03	0.020	0.004	0.048	235	78.2	11.9
4	2.82	4.47	0.31	0.53	0.49	0.55	0.021	0.005	0.050	229	79.4	16.0
5	2.85	4.41	0.31	0.51	0.50	0.97	0.026	0.006	0.027	229	73.8	31.2
6	2.85	4.48	0.33	0.95	0.98	0.98	0.026	0.008	0.032	235	67.2	33.6
7	3.17	4.09	0.34	0.07	0.03	0.50	0.021	0.004	0.046	223	約 88	約 15

【0022】上記で得た試片No. 1～7について高温における耐酸化性を評価するために、酸化試験を行なった。酸化試験は保持温度を800°C、850°Cの2水準とし、昇温12分～保持6分～降温20分を1サイクルとして断続加熱を250サイクル繰り返し、酸化減量の測定を行なった。その結果を図4に示す。図4の棒グラフにおいて白地にハッチングは800°C、黒地にハッチングは850°Cにおける結果を表す。

【0023】本発明材としての試片No. 1～6は酸化減量の改善が見られ、従来材である試片No. 7の酸化減量は800°Cにおいて約45 (mg/cm<sup>2</sup>) であるのに対し、特に試片No. 1、2の酸化減量は10～15 (mg/cm<sup>2</sup>) となり改善が顕著であった。この結果は850°Cにおいても同様で、従来材である試片No. 7の酸化減量約60 (mg/cm<sup>2</sup>) に対し、本発明材の試片No. 1、2では酸化減量6～16 (mg/cm<sup>2</sup>) と改善され、従来材と比較してより高温に対応できることは明らかである。以上の結果は従来材である試片No. 7 (公知の高Si球状黒鉛鉄) に対し、Siの增量およびCrの限定した添加を行なって耐酸化性を改善した効果であり、本発明の優位性を示すものである。

【0024】次に試片No. 1～7について高温における耐熱亀裂性を評価するために、熱疲労試験を行なった。熱疲労試験は電気-油圧サーボ式熱疲労試験機を用い、図5に示す丸棒試験片(以下TPという。)の平行部を繰り返し加熱冷却し、試験片の伸び縮みを機械的に拘束して生ずる歪みにより試験片を破断させることにより行なった。評価は試験片が破断するまでの加熱冷却の繰り返し回数で行なった。図5中に記載の各数値はこのTPの寸法 (mm) を示す。

【0025】実施例の場合、下限温度を150°C、上限温度を800°Cとし、昇温2分～保持1分～降温4分を1サイクルとした温度サイクルで加熱冷却を行ない、各試験片の拘束率は0.25とした。ここで拘束率は以下

の式によって求められる値である。

$$\text{拘束率} = (\text{自由伸び} - \text{拘束伸び}) / \text{自由伸び}$$

実際の自動車エンジンの排気系部品の拘束率は0.1～0.4程度になると推定されるため、本実施例の熱疲労試験では拘束率を0.25と設定した。試験の結果を図6の棒グラフに示す。従来材である試片No. 7は熱疲労寿命が約440回であるのに対し、特に発明材である試片No. 2の熱疲労寿命は1250回と3倍近くに寿命が伸びており耐熱亀裂性が向上していることは明らかである。その他の発明材においても、従来材の約2倍以上の熱疲労寿命を有しており耐熱亀裂性は改善されている。

【0026】次に実際にエキゾーストマニホールドに使用した場合の耐熱亀裂性を確認するために、図7に示す120°ベンド管を、発明材で試片No. 1～6および従来材である試片No. 7で製作した。この120°ベンド管の両端フランジを固定し、管内部に燃焼ガスを流して実際のエキゾーストマニホールドと同様のサイクル加熱で耐久試験を行ない、耐熱亀裂性の評価を試みた。試験の温度サイクルは下限温度を150°C、上限温度を800°Cとし、加熱5分～冷却4分を1サイクルとして耐久試験を行なった。この場合、拘束率は0.35に相当した。試験の結果を図8に示す。従来材である試片No. 7による120°ベンド管の熱疲労寿命は約150回

40 で、これに対し発明材である試片No. 1～6による120°ベンド管の熱疲労寿命は図8に示す通り、従来材と同等以上の耐熱亀裂性を示した。特に本発明材のうち、試片No. 4からなる120°ベンド管の熱疲労寿命は520回と、熱疲労寿命の伸びが顕著である。以上の効果は従来材である試片No. 7に対してCrおよびNiを限定して添加を行ない、高温の引張強さ、耐力を改善した効果であり、本発明の優位性を示すものである。

【0027】

50 【発明の効果】以上説明したように、本発明の耐熱球状

黒鉛鉄は、Siの増量およびCr、Niの限定添加の効果により、800°C～150°Cといった繰り返し熱負荷を受ける環境下で、従来の高Si球状黒鉛鉄より優れた耐酸化性、耐熱亀裂性を持つことは明らかである。また従来の高Si球状黒鉛鉄と铸造性、被削性が同等で容易に製造が可能であり、極めて実用的価値が大きい。本発明材を自動車用エンジンの排気系部品であるターボチャージャーハウジング、エキゾーストマニホールド等に利用した場合、従来の高Si球状黒鉛鉄では対応が出来なかった排気ガスの高温化に対応することが可能となり、従来排気ガスの高温化に対処するため使用されてきたオーステナイト球状黒鉛鉄やステンレス鉄鋼のような高級材料に比べ、安価にターボチャージャーハウジングやエキゾーストマニホールドを提供することが可能となる。

## 【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の耐熱球状黒鉛鉄の製造に関する熱処理

\*理サイクルを示す図である。

【図2】(A)～(F)は本発明材の断面の組織写真(倍率:400倍)を示す図である。

【図3】(G)は比較材の断面の組織写真(倍率:40倍)を示す図である。

【図4】本発明材と従来材の酸化試験の結果を示すグラフである。

【図5】本発明材と従来材の熱疲労試験に用いた丸棒試験片の形状を示す図である。

10 【図6】本発明材と従来材の丸棒試験片による熱疲労試験の結果を示すグラフである。

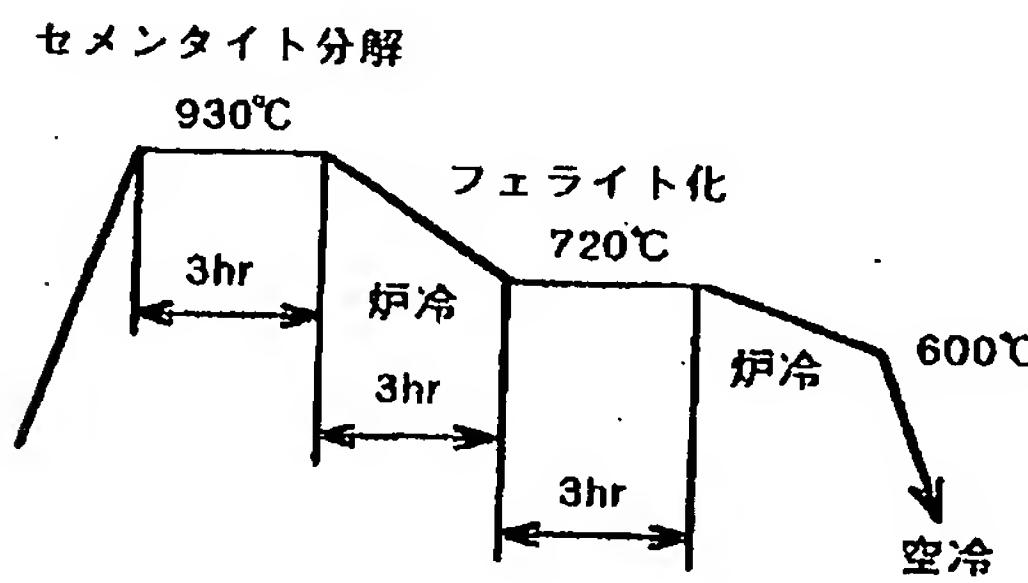
【図7】本発明材と従来材の耐熱亀裂性の評価に用いた120°ベンド管の形状を示す図である。

【図8】本発明材と従来材の120°ベンド管の耐久試験結果を示すグラフである。

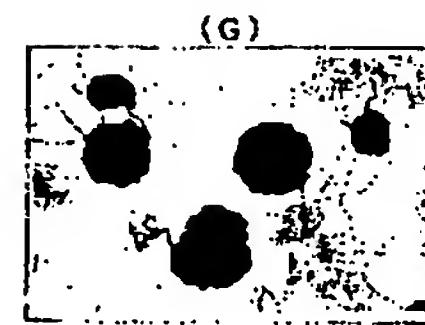
## 【符号の説明】

1 ベンド管

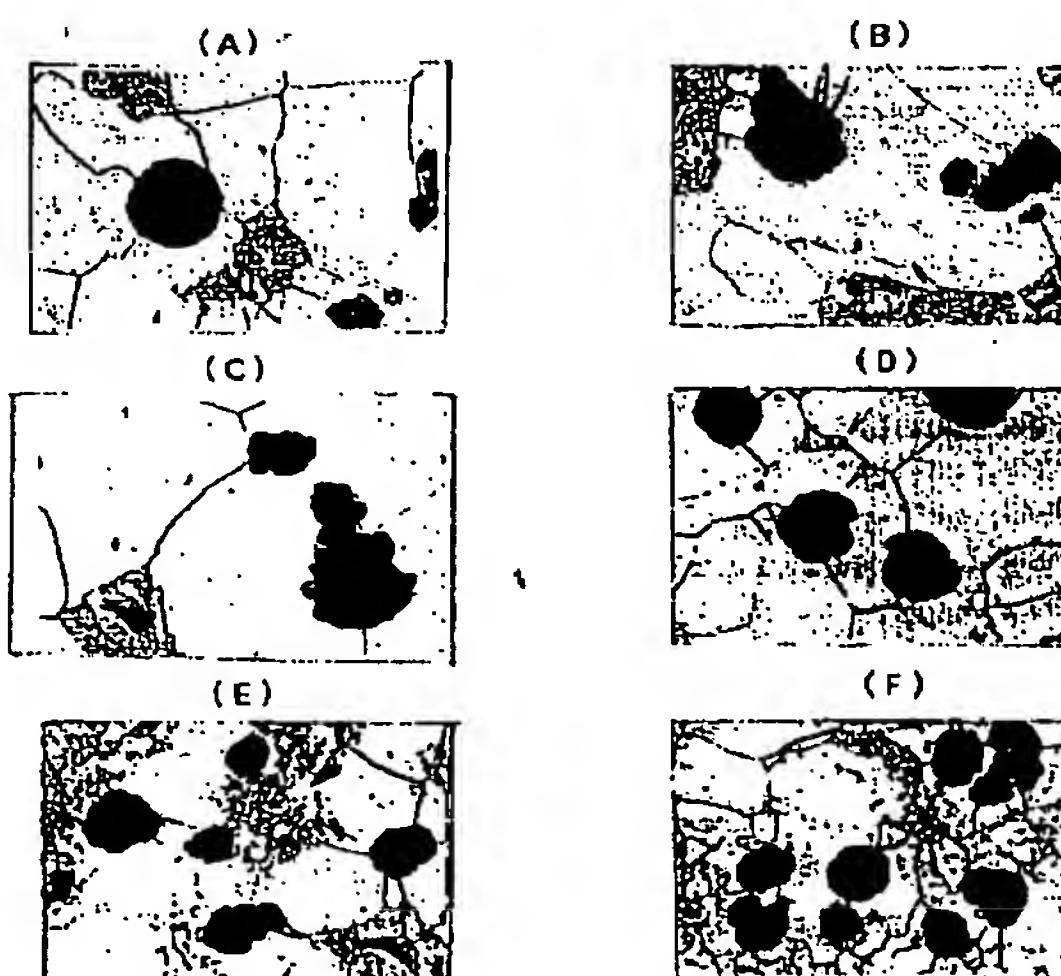
【図1】



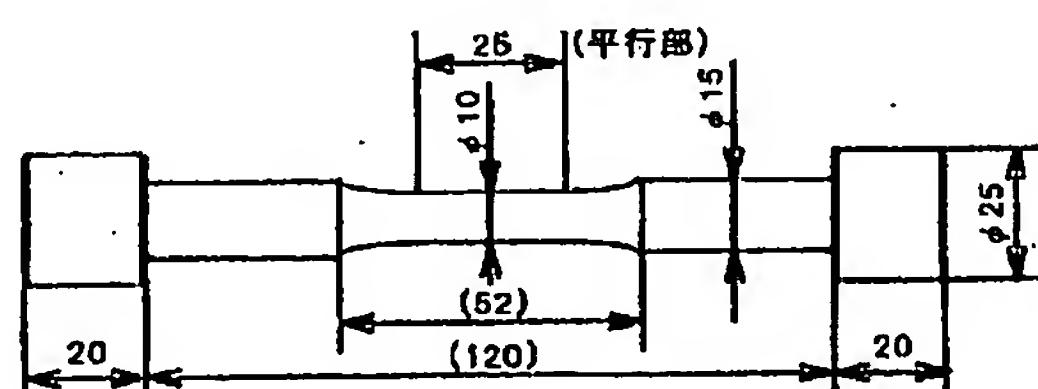
【図3】



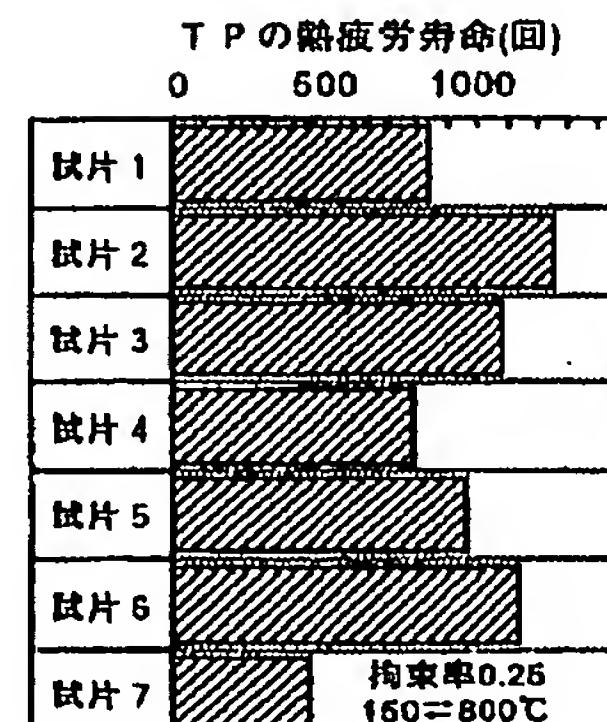
【図2】



【図5】



【図6】

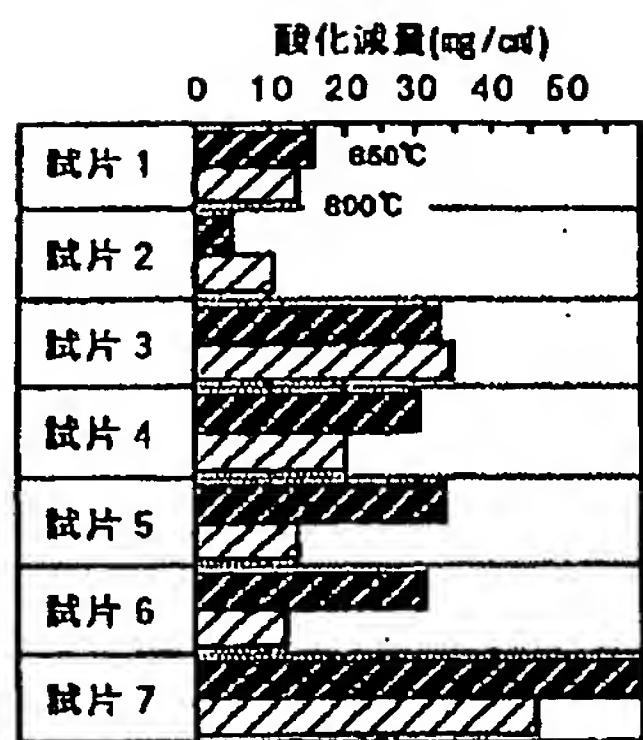


BEST AVAILABLE COPY

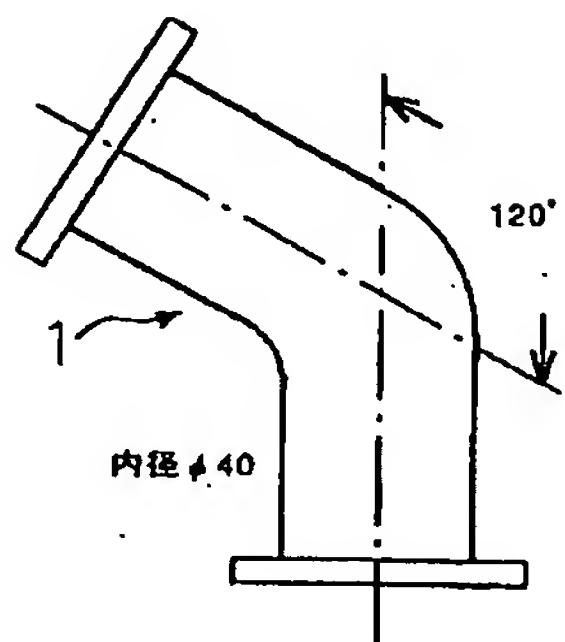
(6)

特開平9-87796

【図4】



【図7】



【図8】

